



SUOMI – FINLAND
(FI)

PATENTTI- JA REKISTERIHALLITUS
PATENT- OCH REGISTERSTYRELSEN



FI000122657B

(12) PATENTTIJULKAISU
PATENTSKRIFT

(10) FI 122657 B

(45) Patenti myönnetty - Patent beviljats

15.05.2012

(51) Kv.lk. - Int.kl.

C22C 38/00 (2006.01)

(21) Patentihakemus - Patentansökning

20100178

(22) Saapumispäivä - Ankomstdag

29.04.2010

(24) Tekemispäivä - Ingivningsdag

29.04.2010

(41) Tullut julkiseksi - Blivit offentlig

30.10.2011

(73) Haltija - Innehavare

1 • Outokumpu Oyj, Riihitontuntie 7, 02200 Espoo, SUOMI - FINLAND, (FI)

(72) Keksijä - Uppfinnare

1 • Oliver, James, Fjärdhundra, SVERIGE, (SE)

2 • Jonsson, Jan Y., AVESTA, SVERIGE, (SE)

3 • Talonen, Juho, HELSINKI, SUOMI - FINLAND, (FI)

(74) Asiamies - Ombud

Outokumpu Oyj, Teollisoikeudet, PL 27, 02201 Espoo

(54) Keksinnön nimitys - Uppfinningens benämning

Menetelmä korkean muokattavuuden omaavan ferriittis-austeniittisen ruostumattoman teräksen valmistamiseksi ja hyödyntämiseksi

Förfarande för att framställa och utnyttja ferrit-austenitiskt rostfritt stål med hög formbarhet

(56) Viitejulkaisut - Anförda publikationer

WO 2009119895 A1, EP 2172574 A1, JP 2006291294 A,
Lindroos et al., Uudistettu Miekk-ojan metallioppi, Teknillisten tieteiden akademia, Keuruu, 1986

(57) Tiivistelmä - Sammandrag

Tämä keksintö kohdistuu menetelmään hyvän muokattavuuden ja korkean venymän omaavan ferriittis-austeniittisen ruostumattoman teräksen valmistamiseksi. Ruostumatonta terästä lämpökäsitellään niin, että ruostumattoman teräksen mikrorakenne sisältää 45 – 75 % austeniittia lämpökäsitelyssä tilassa, jäljellejääneen mikrorakenteen ollessa ferriittia, ja ruostumattoman teräksen mitattu M_{d30} -lämpötila säädetään välille 0 ja 50 °C hyödyntääkseen faasinmuutoksen indusoivaa plastisuutta (TRIP) parantaen ruostumattoman teräksen muokattavuutta.

Den här uppfinningen inriktar sig på en metod för god formbarhet och hög töjning vid framställningen av ferritiskt-austenitiskt rostfritt stål. Det rostfria stålet värmebehandlas så, att mikrostrukturen för det rostfria stålet innehåller 45 – 75 % austenit i värmebehandlad form varvid den resterande mikrostrukturen är ferrit och det rostfria stålets uppmätta M_{d30} -temperatur ligger mellan 0 och 50 °C, för att kunna utnyttja fasövergångens inducerade plasticitet (TRIP) och förbättra det rostfria stålets formbarhet.

MENETELMÄ KORKEAN MUOKATTAVUUDEN OMAAVAN FERRIITTIS-AUSTENIITTISEN RUOSTUMATTOMAN TERÄKSEN VALMISTAMISEKSI JA HYÖDYNTÄMISEKSI

5 TEKNIIKAN ALUE

Tämä keksintö kohdistuu menetelmään niukkaseosteisen korkean lujuuden, erinomaisen muokattavuuden ja hyvän korroosiokestävyyden omaavan ferriittis-austeniittisen ruostumattoman teräksen valmistamiseksi ja hyödyntämiseksi pääasiassa rullien muodossa. Muokattavuus aikaansaadaan niin kutsutun faasimuutoksen indusoiman plastisuuden (TRIP) tuloksena kontrolloidulla austeniittifaasin faasin faasimuutoksella martensiittiseksi.

TEKNIIKAN TASON TAUSTA

- Lukuisia niukkaseosteisia ferriittis-austeniittisiä tai dupleksiseoksia on ehdotettu kamppailemaan raaka-aineiden, kuten nikkelin ja molybdeenin korkeita kustannuksia vastaan pääasiallisena päämääränä aikaansaada riittävä lujuus ja korroosiosuorite. Kun viitataan seuraaviin julkaisuihin, alkuainepitoisuudet ovat paino-%:na, ellei muuta ole mainittu.
- 15 US-patentti 3736131 kuvaa 10-50 % austeniittia sisältävää austeniittis-ferriittistä ruostumatonta terästä, jossa on 4-11 % Mn, 19-24 % Cr, enintään 3,0 % Ni ja 0,12-0,26 % N ja joka on stabiili ja omaa korkean iskutheyden. Korkea iskutheys on saatu estämällä austeniitin faasimuutos martensiittiksi.
- 20 US-patentti 4828630 kuvaa dupleksisia ruostumattomia teräksiä, jossa on 17-21,5 % Cr, 1-4 % Ni, 4-8 % Mn ja 0,05-0,15 % N ja joka on termisesti stabiili martensiittifaasimuutosta vastaan. Ferriittipitoisuus täytyy pitää alle 60 % aikaansaamaan hyvä sitkeys.
- 25 Ruotsalainen patentti SE 517449 kuvaa niukkaseosteista dupleksiseosta, jolla on korkea lujuus, hyvä sitkeys ja korkea rakenteellinen stabiliteetti ja jossa on 20-23 % Cr, 3-8 % Mn, 1,1-1,7 % Ni ja 0,15-0,30 % N.

WO-patenttihakemus 2006/071027 kuvaa alhaisen nikkelpitoisuuden dupleksiterästä, jossa on 19,5-22,5 % Cr, 0,5-2,5 % Mo, 1,0-3,0 % Ni, 1,5-4,5 % Mn ja 0,15-0,25 % N ja jolla on parannettu kuumasitkeys samanlaisiin teräsiin verrattuna.

5

EP-patentti 1352982 julkisti välineen viivästyneen halkeilun välttämisen austeniittisissa Cr-Mn-teräksissä esittelemällä määrättyjä määriä ferriittifaasia.

Viime vuosina niukkaseosteisia dupleksiteräksiä on käytetty enenemässä määrin ja US-patentin 4848630, SE-patentin 517449, EP-patenttihakemuksen 1867748 ja US-patentin 6623569 mukaisia teräksiä on käytetty kaupallisesti suuressa määrässä sovelluksia. SE 517449:n mukaista Outokummun LDX 2101® dupleksiterästä on laajalti käytetty varastotankeissa, kuljetusvälineissä, jne. Näillä niukkaseosteisilla dupleksiteräksillä on sama ongelma kuin muilla
15 dupleksiteräksillä, rajoitettu muokattavuus, joka tekee ne vähemmän soveltuviksi korkeasti muokatuissa osissa kuin austeniittiset ruostumattomat teräkset. Dupleksiteräksillä on siksi rajoitettu soveltuvuus komponenteissa kuten levylämmönsiirtimet. Kuitenkin, niukkaseosteisilla dupleksiteräksillä on ainutlaatuinen potentiaali parannettuun sitkeyteen, kun austeniittifaasi voidaan tehdä riit-
20 tävän alhaiseksi seospitoisuudessa olemaan metastabiili ja antamaan kohoavaa muokattavuutta mekanismeilla, joka kuvataan alla.

On muutamia referenssejä, jotka käyttävät metastabiilia austeniittifaasia dupleksiteräksissä parantamaan lujuutta ja sitkeyttä. US-patentti 6096441 kohdistuu korkean murtovenymän omaavaan austeniittis-ferriittisiin teräsiin, jotka sisältävät 18-22 % Cr, 2-4 % Mn, vähemmän kuin 1 % Ni ja 0,1-0,3 % N. Martensiittifaasimuutoksen stabiilisuuteen liittyvä parametri pitää olla tietyllä alueella aikaansaamaan parannettu murtovenymä. US-patenttihakemus 2007/0163679 kuvaa hyvin laajaa austeniittis-ferriittisten seosten valikoimaa, joilla on korkea
30 muokattavuus pääasiassa kontrolloimalla C+N-pitoisuutta austeniittifaasissa.

Faasimuutoksen indusoima plastisuus (TRIP) on tunnettu efekti metastabiileille austeniittisille teräksille. Esimerkiksi paikallinen murtokurouma vetokoenäyte-
kappaleessa tuotetaan pehmeän austeniitin venymäindusoituneella faasimuu-
toksella kovaksi martensiitiksi siirtämällä muodonmuutos kappaleen toiseen
5 paikkaan ja aikaansaamaan korkeampi tasainen muodonmuutos. TRIP-efektiä
voidaan käyttää myös ferriittis-austeniittisille (dupleksisille) teräksille, jos aus-
teniittifaasi mitoitetaan oikein. Klassinen tapa mitoitaa austeniittifaasi tietylle
TRIP-efektille on käyttää tuotettuja tai modifioituja kemialliseen koostumukseen
perustuvia austeniitin stabiilisuuden kokeellisia lausekkeita, joista yksi on M_{d30} -
10 lämpötila. M_{d30} -lämpötila määritetään lämpötilana, jossa 0,3 todellisesta veny-
mästä aiheuttaa 50 %:n austeniitin faasimuutoksen martensiittiseksi. Kuitenkin
kokeelliset lausekkeet on tuotettu austeniittisille teräksille ja on riski soveltaa
niitä dupleksisille ruostumattomille teräksille.

15 On monimutkaisempaa mitoitaa dupleksisten terästen austeniittistabiiliteetti,
koska austeniittifaasin koostumus riippuu sekä teräskemiasta että lämpökäsittel-
lyhistoriasta. Edelleen faasimorfologia ja koko vaikuttavat faasimuutoskäyttä-
ytymiseen. US-patentissa 6096441 on käytetty lauseketta bulkkikoostumukselle
ja vaatii määrättyä aluetta (40-115), joka vaaditaan aikaansaamaan haluttu
20 efekti. Kuitenkin tämä informaation on käypä vain lämpökäsittelyhistorialle, jota
käytetään teräksille tässä erityisessä tutkimuksessa, kun austeniittikoostumus
vaihtelee hehkutuslämpötilan mukaan. US-patenttihakemuksessa
2007/0163679 austeniitin koostumus mitattiin ja yleinen austeniittifaasin M_d -
kaava määritettiin alueelle -30-90 teräksille, jotka osoittavat haluttuja ominai-
25 suuksia.

Kokeelliset kaavat austeniittistabiilisuudelle ovat peräisin tutkimuksista aus-
teniittisille standarditeräksille ja niillä on rajoitettu käytettävyys dupleksiteräksen
austeniittifaasille, koska stabiilisuusehtoja ei ole rajoitettu vain koostumukseen
30 vaan myös jäännösjännityksille ja faasi- tai raeparametreille. Kuten kuvataan
US-patenttihakemuksessa 2007/0163679, suurempi tapa on arvioida martensii-
tin stabiilisuus mittaamalla austeniittifaasin koostumus ja sitten laskea marten-

siittimuodostuksen määrä kylmämuokkauksessa. Kuitenkin tämä on hyvin pitkälinen ja kustannuksia vaativa menetelmä ja vaatii hyvän luokan metallurgista laboratoriota. Toinen tapa on käyttää termodynaamisia tietokantoja ennustamaan tasapainoinen faasitasapaino ja jokaisen faasin koostumukset. Kuitenkin
 5 sellaiset tietokannat eivät kuvaa ei-tasapainoisia olosuhteita, jotka vallitsevat termomekaanisten käsittelyjen jälkeen monissa käytännön tapauksissa. Laaja työskentely osittain metastabiilia austeniittifaasia sisältävien eri dupleksisten koostumusten kanssa osoitti, että hehkutuslämpötiloilla ja jäähdytysnopeuksilla oli hyvin laaja vaikutus austeniittipitoisuuteen ja koostumukseen tehden ennus-
 10 teet kokeellisiin lausekkeisiin perustuvasta martensiitin muodostumisesta vaikeiksi. Voidakseen täydellisesti kontrolloida martensiitin muodostumista dupleksiteräksissä tieto austeniitin koostumuksesta yhdessä mikrorakenneparametrien kanssa näyttäisi olevan välttämätöntä, mutta ei riittävää.

15 KEKSINNÖN SELITYS

Tekniikan tason ongelmiin nähden keksinnön varsinainen tapa on sen sijaan mitata eri terästen M_{d30} -lämpötila ja käyttää tätä informaatiota mitoittamaan optimikoostumukset ja valmistusvaiheet korkean sitkeyden omaaville dupleksiteräksille. Lisäinformaatio M_{d30} -lämpötilan mittauksesta saatuna on eri terästen
 20 lämpötilariippuvuus. Kun muokkausprosessit tapahtuvat eri lämpötiloissa, on tärkeää tietää tämä riippuvuus ja käyttää sitä muokkauksikäyttämisen mallintamisessa.

Esilläolevan keksinnön pääasiallinen tarkoitus on aikaansaada niukkaseosteisessä dupleksisessä ruostumattomassa teräksessä venymäindusoidun martensiittifaasimuutoksen kontrolloitu valmistusmenetelmä saamaan erinomainen muokattavuus ja hyvä korroosiokestävyys. Halutut efektit voidaan toteuttaa seoksella, joka pääasiassa sisältää (paino %:na): vähemmän kuin 0,05 % C, 0,2-0,7 % Si, 2-5 % Mn, 19-20,5 % Cr, 0,8-1,35 % Ni, vähemmän kuin 0,6 %
 30 Mo, vähemmän kuin 1 % Cu, 0,16-0,22 % N, tasaus Fe:tä ja väistämättömiä ruostumattomissa teräksissä esiintyviä epäpuhtauksia. Valinnaisesti seos voi lisäksi sisältää yhden tai useamman tietoisesti lisättyjä alkuaineita: 0-0,5 % vol-

- framia (W), 0-0,2 % niobia (Nb), 0-0,1 % titaania (Ti), 0-0,2 % vanadiinia (V), 0-0,5 % kobolttia, 0-50 ppm booria (B) ja 0-0,04 % alumiinia (Al). Teräs voi sisältää väistämättömiä hivenalkuaineita epäpuhtauksina kuten 0-50 ppm happea (O), 0-50 ppm rikkiä (S) ja 0-0,04 % fosforia (P). Keksinnön mukainen dupleksiteräs sisältää 45-75 % austeniittia lämpökäsitellyssä olotilassa, jäljellä olevan faasin ollessa ferriittiä eikä yhtään termistä martensiittia. Lämpökäsittely voidaan suorittaa käyttäen eri lämpökäsittelymenetelmiä, kuten liuoshehkus, korkea-taajuushehkus tai paikallishehkus, lämpötila-alueella 900-1200 °C, edullisesti 1000-1150 °C. Halutun sitkeysparannuksen saamiseksi mitattu M_{d30} -lämpötila on välillä nolla ja +50 °C. Kokeellisia teräskoostumusten ja termomekaanisten käsittelyjen välistä korrelaatiota kuvaavia kaavoja käytetään mittaamaan sanottujen terästen optimimuokattavuus. Esilläolevan keksinnön olennaiset tunnusmerkit selviävät oheisista patenttivaatimuksista.
- 15 Esilläolevan keksinnön tärkeä tunnusmerkki on austeniittifaasin käyttäytyminen dupleksisessä mikrorakenteessa. Työskentely eri seosten kanssa osoitti, että halutut ominaisuudet saadaan ainoastaan kapealla koostumusalueella. Kuitenkin pääidea esilläolevassa keksinnössä on esittää menettelytapa saamaan tiettyjen dupleksiseosten optimisitkeys, missä ehdotetut teräkset edustavat tämän
- 20 efektin esimerkkejä. Sittenkin seosalkuaineiden välinen tasapaino on kriittinen, koska kaikki alkuaineet vaikuttavat austeniittipitoisuuteen, lisäävät austeniitin stabiilisuutta ja tehostavat lujuutta ja korroosiokestävyyttä. Lisäksi mikrorakenteen koko ja morfologia vaikuttavat faasistabiilisuuteen samoin kuin materiaalin lujuuteen ja täytyy rajoittua kontrolloituun prosessiin.
- 25 Metastabiilien ferriittis-austeniittisten terästen muokattavuuskäyttäytymisen enustettavuushäiriöiden takia esitellään uusi konsepti tai malli. Tämä malli perustuu mitattuihin metallurgisiin ja mekaanisiin arvoihin liitettyinä kokeellisiin kuvauksiin valita asianmukaiset termomekaaniset käsittelyt räätälöidyt ominaisuudet
- 30 sisältäville tuotteille.

Eri alkuaineiden vaikutukset mikrorakenteeseen on kuvattu seuraavassa, alkuaineepitoisuuksien ollessa kuvattuna paino-%:na:

Hiili (C) erottuu austeniittifaasiin ja sillä on voimakas vaikutus austeniitin stabiili-
5 suuteen. Hiiltä voidaan lisätä 0,05 % asti, mutta korkeammilla tasoilla on haitallinen vaikutus korroosiokestävyyteen. Mieluummin hiilipitoisuus on 0,01-0,04 %.

Typpi (N) on tärkeä austeniitin stabiloija dupleksiseoksissa ja kuten hiili se lisää stabiilisuutta martensiittia vastaan. Typpi lisää myös lujuutta, venymäkar-
10 kenevuutta ja korroosiokestävyyttä. Julkaistut yleiset kokeelliset M_{d30} -lausekkeet osoittavat, että tyypellä ja hiilellä on sama voimakas vaikutus austeniitin stabiilisuuteen, mutta esilläoleva työskentely osoittaa typen heikomman vaikutuksen dupleksiseoksissa. Kun typpeä voidaan lisätä ruostumattomiin teräksiin suuremmassa määrin kuin hiiltä ilman haitallisia vaikutuksia kor-
15 roosiokestävyyteen, pitoisuudet 0,16-0,24 % ovat tehollisia olemassa olevissa seoksissa. Optimiominaisuusprofiilia varten 0,18-0,22 % on parempi.

Piitä (Si) lisätään normaalisti ruostumattomiin teräksiin deoksidointitarkoituksissa sulatossa ja sen ei pidä olla alle 0,2 %. Pii stabiloi ferriittifaasia dupleksite-
20 räksissä, mutta sillä on voimakkaampi stabiloiva vaikutus austeniitin stabiilisuuteen martensiitin muodostusta vastaan kuin on esitetty tämänhetkissä lausekkeissa. Tästä syystä pii maksimoidaan 0,7 %:iin, mieluummin 0,6 %:iin, mieluiten 0,4 %:iin.

25 Mangaani (Mn) on tärkeä lisäys stabiloimaan austeniittifaasia ja lisäämään typen liukoisuutta teräkseen. Tällä mangaani voi osittain korvata kalliin nikkelin ja tuoda teräkseen oikean faasitasapainon. Liian korkeat tasot pienentävät korroosiokestävyyttä. Mangaanilla on voimakkaampi vaikutus austeniitin stabiilisuuteen martensiittimuodonmuutosta vastaan kuin on osoitettu julkaistussa kir-
30 jallissudessa ja mangaanipitoisuuteen täytyy keskittyä huolellisesti. Mangaaniväli on 2,0-5,0 %.

Kromi (Cr) on pääasiallinen lisäys tekemään teräs korroosiota kestäväksi. Ollen ferriitin stabiloija kromi on myös pääasiallinen lisäys luomaan tosiasiallinen faasisapasapaino austeniitin ja ferriitin välille. Luodakseen nämä toiminnot kromitaso pitäisi olla ainakin 19 % ja rajoittaakseen ferriittifaasin tarkoituksenmukaisille tasoille olemassa olevaa tarkoitusta varten maksimipitoisuus pitäisi olla 20,5 %.

Nikkeli (Ni) on olennainen seosalkuaine stabiloimaan austeniittifaasia ja hyvälle sitkeydelle ja ainakin 0,8 % täytyy lisätä teräkseen. Suuren vaikutuksen ollessa austeniitin stabiilisuuteen martensiitin muodostusta vastaan nikkeliä pitää olla läsnä kapealla välillä. Nikkelin korkean kustannuksen ja hintavaihtelun takia nikkeli pitäisi maksimoida olemassa olevissa teräksissä 1,35 %:iin ja mieluummin 1,25 %:iin. Ideaalisti, nikkeli koostumus pitäisi olla 1,0-1,25 %.

Kupari (Cu) on normaalisti läsnä 0,1-0,5 %:in jäänteinä useimmissa ruostumattomissa teräksissä, kun raaka-aine suurelta osin on ruostumattoman romun muodossa sisältäen tätä alkuainetta. Kupari on heikko austeniittifaasin stabiloija, mutta sillä on voimakas vaikutus martensiittimuodostuksen vastustukseen ja se täytyy huomioida olemassa olevien seosten muokattavuuden arvioinnissa. Tarkoituksenmukainen lisäys 1,0 %:iin asti voidaan tehdä.

20

Molybdeeni (Mo) on ferriitin stabiloija, joka voidaan lisätä kohottamaan korroosiokestävyyttä. Molybdeeni lisää vastustuskykyä martensiittimuodostukseen, ja yhdessä muiden lisäysten kanssa molybdeenia ei voi lisätä enempää kuin 0,6 %.

25

Esilläolevaa keksintöä kuvataan lähemmin viitaten piirustuksiin, joissa Kuvio 1 on diagrammi, joka esittää tuloksia M_{d30} -lämpötilan mittauksesta Satmagan-laitetta käyttäen, Kuvio 2 esittää M_{d30} -lämpötilan ja martensiittipitoisuuden vaikutusta venymäkärkenemisessä ja 1050 °C:ssa hehkutettujen keksinnön terästen tasa-venymää, Kuvio 3a esittää mitatun M_{d30} -lämpötilan vaikutusta venymään,

30

- Kuvio 3b esittää lasketun M_{d30} -lämpötilan vaikutusta venymään,
 Kuvio 4 esittää austeniittipitoisuuden vaikutusta venymään,
 Kuvio 5 esittää keksinnön mukaisen seoksen A mikrorakennetta elektronita-
 kaisinsirontadiffraaktion (EBSD) arviointia käyttäen 1050 °C:ssa tapahtuneen
 5 hehkutuksen jälkeen,
 Kuvio 6 esittää keksinnön mukaisen seoksen B mikrorakenteita 1050 °C:ssa
 tapahtuneen hehkutuksen jälkeen, ja
 Kuvio 7 on kaavamainen kuvaus työkalupakkimallista.
- 10 Yksityiskohtaisia tutkimuksia martensiittimuodostuksesta suoritettiin muutamille
 niukkaseosteisille dupleksiseoksille. Erityistä huomiota kohdistettiin martensiit-
 timuodostuksen ja M_{d30} -lämpötilan vaikutuksesta mekaanisiin ominaisuuksiin.
 Tämä tieto, kriittinen optimiominaisuuksisen teräslaadun mitoituksessa, puuttuu
 tekniikan tason patenteista. Testejä tehtiin muutamalle valikoidulle seokselle
 15 taulukon 1 mukaisesti.

Seos	C %	N %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	Cu %	Mo %
A	0.039	0.219	0.30	4.98	19.81	1.09	0.44	0.00
B	0.040	0.218	0.30	3.06	20.35	1.25	0.50	0.49
C	0.046	0.194	0.30	2.08	20.26	1.02	0.39	0.38
D	0.063	0.230	0.31	4.80	20.10	0.70	0.50	0.01
LDX 2101	0.025	0.226	0.70	5.23	21.35	1.52	0.31	0.30

Taulukko1. Testattujen seosten kemiallinen koostumus

- Seokset A, B ja C ovat esillä olevan keksinnön esimerkkejä. Seos D on US-
 20 patenttihakemuksen 2007/0163679 mukainen, kun taas LDX 2101 on kaupalli-
 sesti valmistettu SE 517449:n esimerkki, niukkaseosteinen dupleksiteräs, jossa
 on austeniittifaasi, jolla on hyvä stabiilisuus martensiittimuodostuksen muo-
 donmuutokseen.
- 25 Teräkset valmistettiin vakuumi-induktiouunissa 60 kg:n panoksena pieniksi ai-
 hioiksi, jotka kuumavalssattiin ja kylmävalssattiin 1,5 mm:n paksuuteen. Seos
 2101 tuotettiin kaupallisesti 100 tonnin panoksena, kuumavalssattiin ja kylmä-

valssattiin rullamuotoon. Lämpökäsittely liuoshehkutusta käyttäen tehtiin eri lämpötiloissa 1000-1150 °C, ja sitä seurasi nopea ilmajäähdytys tai vesisammutus.

- 5 Austeniittifaasin kemiallinen koostumus mitattiin käyttämällä pyyhkäisyelektromikroskoopin (SEM) energiadiispersiivistä ja aallonpituusdispersiivistä spektroskooppianalyysia ja pitoisuudet on listattu taulukossa 2. Austeniittifaasin osuus (% γ) mitattiin syövytetyistä näytteistä käyttäen valo-optisen mikroskoopin kuva-analyysia.

10

Seos/ Käsittely	C %	N %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	Cu %	Mo %	C+N %	% γ
A (1000°C)	0.05	0.28	0.28	5.37	18.94	1.30	0.59	0.00	0.33	73
A (1050°C)	0.05	0.32	0.30	5.32	18.89	1.27	0.55	0.00	0.37	73
A (1100°C)	0.06	0.35	0.28	5.29	18.67	1.32	0.54	0.00	0.41	68
B (1000°C)	0.05	0.37	0.27	3.22	19.17	1.47	0.63	0.39	0.42	62
B (1050°C)	0.06	0.37	0.27	3.17	19.17	1.52	0.57	0.40	0.43	62
B (1100°C)	0.06	0.38	0.26	3.24	19.38	1.46	0.54	0.38	0.44	59
C (1050°C)	0.07	0.40	0.26	2.25	19.41	1.32	0.51	0.27	0.47	53
C (1100°C)	0.08	0.41	0.28	2.26	19.40	1.26	0.48	0.28	0.49	49
C (1150°C)	0.09	0.42	0.25	2.27	19.23	1.27	0.46	0.29	0.51	47
D (1050°C)	0.08	0.34	0.31	4.91	19.64	0.80	0.60	0.01	0.42	73
D (1100°C)	0.09	0.35	0.31	5.00	19.51	0.79	0.52	0.01	0.44	72
LDX 2101 (1050 °C)	0.04	0.39	0.64	5.30	20.5	1.84	0,29	0,26	0.43	54

Taulukko 2. Seosten austeniittifaasin koostumus eri käsittelyjen jälkeen

Todelliset M_{d30} -lämpötilat (M_{d30} test temp) selvitettiin venyttämällä vetonäytteitä 0,30:een oikeasta venymästä eri lämpötiloissa ja mittaamalla muodostuneen martensiitin osuus (Martensite %) Satmagan-laitteella. Satmagan on magneettinen tasapaino, jossa ferromagneettisen faasin osuus määritetään sijoittamalla näyte kyllästettyyn magneetikenttään ja vertaamalla näytteen indusoimia magneetti- ja gravitaatiovoimia. Mitatut martensiittipitoisuudet ja tuloksina saadut todelliset M_{d30} -lämpötilat (M_{d30} mitattu) mukaan lukien ennustettavat lämpötilat käyttäen Nohara-lauseketta $M_{d30} = 551 - 462(C+N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr -$

29(Ni+Cu) – 18,5Mo - 68Nb (M_{d30} Nohara) austeniittikoostumukselle on listattu taulukossa 3. Martensiitiksi muuttuneen austeniitin mitattu osuus 0,3 oikeasta venymästä testilämpötilan suhteen on kuvattu kuviossa 1.

Seos/ Käsittely	Alkuper. % γ	M_{d30} koe- lämpötila	Marten- siitti %	Mart % / Alkuper % γ	M_{d30} °C mitattu	M_{d30} °C (Nohara)
A (1000°C)	73	23°C	44	61	29	37
		40°C	23	31		
A (1050°C)	73	23°C	36	50	23	22
		40°C	17	23		
		60°C	4	5		
A (1100°C)	68	23°C	37	55	26	8.5
		40°C	15	22		
B (1000°C)	62	23°C	35	57	27	-4
		40°C	17	27		
B (1050°C)	62	23°C	28	45	17	-6
		40°C	13	27		
		60°C	4	6		
B (1100°C)	59	23°C	30	51	23,5	-13
		40°C	13	23		
C (1050°C)	53	23°C	44	82	44	-12
		40°C	28	51		
C (1100°C)	49	23°C	44	89	45	-18
		40°C	29	58		
C (1150°C)	47	23°C	35	74	40	-24
		40°C	23	49		
D (1050°C)	73	0°C	38	53	5	3
		23°C	23	32		
D (1100°C)	72	0°C	37	52	3	-2
		23°C	19	26		
LDX 2101 (1050°C)	54	-40°C	22	40	-52	-38
		0°C	7	14		
LDX 2101 (1100°C)	52	-40°C	18	34	-59	-48
		0°C	8	15		

5 Taulukko 3. Yksityiskohtia M_{d30} -mittauksista

Ferriitti- ja austeniittipitoisuuksien mittauksia tehtiin käyttäen valo-optista kuva-analyysia Beraha-syövytteellä suoritetun syövytyksen jälkeen ja tulokset raportoidaan taulukossa 4. Mikrorakenteet arvioitiin myös rakennehienouden mukaan ilmaistuina austeniittilaajuutena (γ -width) ja austeniittivälinä (γ -spacing). Nämä arvot sisältyvät taulukkoon 4 samoin kuin tasavenymän (A_g) ja murtovenymän (A_{50}/A_{80}) tulokset pitkittäissuunnassa (long) ja poikittaissuunnassa (trans).

Seos/ Käsittely	% γ	γ -width (μm)	γ - spacing (μm)	M_{d30} °C mitattu	* A_{50} % (long)	* A_{50} % (trans)	Ag (%) (long)	Ag (%) (trans)
A (1000°C)	73	5.0	2.5	29		44.7		41
A (1050°C)	73	4.2	2.2	23	47.5	46.4	43	42
A (1100°C)	68	5.6	3.5	26		46.4		42
B (1000°C)	62	2.8	2.2	27		43.8		38
B (1050°C)	62	4.2	3.0	17	45.2	44.6	40	40
B (1100°C)	59	4.7	4.1	23.5		46.4		41
C (1050°C)	53	3.3	3.4	44	41.1	40.3	38	37
C (1100°C)	49	4.5	4.7	45		40.8		37
C (1150°C)	47	5.5	5.9	40		41.0		37
D (1050°C)	73	4.9	2.4	5			38	39
D (1100°C)	72	6.4	2.8	3			40	39
LDX 2101 (1050°C)	54	2.9	3.3	-52	36	30.0	24	21
LDX 2101 (1100°C)	52	3.3	4.2	-59				

*Vetokokeet suoritettu standardin EN10002-1 mukaisesti

Taulukko 4. Mikrorakenneparametrit, M_{d30} -lämpötilat ja sitkeysarvot

- 5 Esimerkkejä tuloksena saaduista mikrorakenteista on esitetty kuvioissa 5 ja 6. Tulokset vetokokeista (standardi venymänopeus $0,001\text{s}^{-1}$ / $0,008\text{s}^{-1}$) esitetään taulukossa 5.

Seos/ Käsittely	Suunta	Rp0.2 (MPa)	Rp1.0 (MPa)	Rm (MPa)	Ag (%)	A_{50} (%)
A (1000°C)	Trans	480	553	825		45
A (1050°C)	Trans	490	538	787		46
A (1050°C)	Long	494	542	819	43	48
A (1100°C)	Trans	465	529	772		46
B (1000°C)	Trans	492	565	800		44
B (1050°C)	Trans	494	544	757		45
B (1050°C)	Long	498	544	787	40	45
B (1100°C)	Trans	478	541	750		46
C (1050°C)	Trans	465	516	778		40
C (1050°C)	Long	474	526	847	38	41
C (1100°C)	Trans	454	520	784		41
C (1150°C)	Trans	460	525	755		41
D (1050°C)	Trans ¹⁾	548	587	809		45 ²⁾
D (1050°C)	Long ¹⁾	552	590	835	38	44 ²⁾
D (1100°C)	Trans ¹⁾	513	556	780		46 ²⁾
D (1100°C)	Long ¹⁾	515	560	812	40	47 ²⁾
LDX 2101 (1050°C)	Trans	602	632	797	21	30
LDX 2101 (1050°C)	Long	578	611	790	24	36

¹⁾ Venymänopeus $0.00075s^{-1} / 0.005s^{-1}$ ²⁾ A80
Taulukko 5. Täysi vetokoeaineisto

Korroosiokestävyyden tutkimiseksi seosten kuoppakorroosipotentiaalit mitattiin 5 näytteistä, jotka märkäjauhettiin 320 meshin pintaviimeistelynä 1M NaCl-liuoksessa 25 °C:ssa käyttäen standardi Calomel-elektrodia jännitepyyhkäisyllä 10 mV/min. Kolme yksittäistä mittausta tehtiin jokaiselle laadulle. Tulokset esitetään taulukossa 6.

Seos	Tulos 1	Tulos 2	Tulos 3	Keski- määrin	Std dev	Max	Min
	mV	mV	mV	mV	mV	mV	mV
A	341	320	311	324	15	17	13
B	380	400		390	14	10	10
C	328	326	276	310	29	18	34
304L	373	306	307	329	38	44	23

10 Taulukko 6. Kuoppakorroosiotestit

Taulukko 2 ilmaisee, että faasitasapaino ja austeniittifaasin koostumus vaihtelevat liuoshehkutuslämpötilan mukaan. Austeniittipitoisuus laskee nousevan lämpötilan mukana. Koostumuksellinen muutos korvaavilla alkuaineilla on pieni, 15 kun taas välisija-alkuaineet hiili ja typpi näyttävät suurempaa vaihtelua. Kun hiili- ja typpi-alkuaineilla käytettävissä olevien kaavojen mukaan on voimakas vaikutus austeniitin stabiilisuuteen martensiitin muodostusta vastaan, näyttää olevan kriittistä kontrolloida niiden tasoa austeniitissa. Kuten esitetään taulukossa 3, lasketut M_{d30} -lämpötilat ovat selvästi matalampia lämpökäsittelyissä korke- 20 ammassa lämpötilassa, osoittaen suurempaa stabiilisuutta. Kuitenkin, mitatut M_{d30} -lämpötilat eivät näytä tällaista riippuvuutta. Seoksille A, B ja C M_{d30} -lämpötila on hiukan laskeva vain 3 - 4 °C:lla, kun liuoslämpötilaa nostetaan 100 °C:lla. Tämä ero voidaan liittää useaan efektiin. Esimerkiksi korkeampi hehkutuslämpötila aikaansaa karkeamman mikrorakenteen, jonka on tunnettu vaikuttavan 25 tavan martensiitin muodostukseen. Testatuilla esimerkeillä on austeniittilaajuus tai austeniittiväli noin 2 – 6 µm. Karkeamman mikrorakenteen tuotteet osoittavat erilaista stabiilisuutta ja poikkeavaa laatua. Tulokset osoittavat, että martensiitin muodostuksen arviointi nykyisiä muodostettuja lausekkeitä käyttäen ei ole toimiva, vaikka edistyneitä metallografisia menetelmiä käytetään.

Kuviossa 1 esitetään tulokset taulukosta 3 ja käyrät osoittavat, että lämpötilan vaikutus martensiitin muodostumiseen on samanlainen testatuilla seoksilla. Sellainen riippuvuus on tärkeä osa kokeellisia selityksiä mitoitettulle muokattavuudelle, kun teollisissa muokausprosesseissa lämpötila voi vaihdella huomattavasti.

Kuvio 2 kuvaa austeniitin (mitattu) M_{d30} -lämpötilan ja faasimuutoksisen venymäindusoituneen martensiitin ($c_{\alpha'}$) määrän voimakasta vaikutusta mekaanisiin ominaisuuksiin. Kuviossa 2 testattujen terästen tosiasialliset jännitysvenymäkäyrät esitetään ohuina viivoina. Paksut viivat vastaavat terästen venymäkarkenenemisnopeuteen, jotka viivat on saatu eriyttämällä jännitysvenymäkäyrät. Considéren kriteerin mukaan murtokurouman alkaminen vastaten tasavenymää tapahtuu jännitysvenymäkäyrän ja venymäkarkenenemiskäyrän leikkauspisteessä, minkä jälkeen venymäkarkeneneminen ei voi kompensoida ohentamisella aiheutetun materiaalin kuorman kantokapasiteetin vähennystä.

Testattujen terästen M_{d30} -lämpötilat ja martensiittipitoisuudet tasavenymässä on myös esitetty kuviossa 2. On selvää, että teräksen venymäkarkenenemisnopeus on olennaisesti riippuvainen martensiitin muodostuksen laajuudesta. Mitä enemmän martensiittia muodostuu, sitä korkeampi venymäkarkenenemisnopeus saavutetaan. Täten säätämällä M_{d30} -lämpötila huolellisesti mekaaniset ominaisuudet, nimittäin murtolujuuden ja tasavenymän yhdistelmä voidaan optimoida.

Itse asiassa esilläolevien kokeellisten tulosten perusteella optimi M_{d30} -lämpötila-alue on olennaisesti kapeampi kuin on ilmoitettu tekniikan tason patenteissa. Liian korkea M_{d30} -lämpötila aiheuttaa nopeaa venymäkarkenenemisnopeuden nousua. Nousun jälkeen venymäkarkenenemisnopeus putoaa nopeasti aikaisen murtokurouman alkamisen ja alhaisen tasavenymän tuloksena. Kokeellisten tulosten perusteella teräksen C M_{d30} -lämpötila näyttää olevan lähellä ylärajaa. Jos M_{d30} -lämpötila olisi paljon korkeampi, tasavenymä laskisi olennaisesti.

- Toisaalta jos M_{d30} -lämpötila olisi liian alhainen, martensiittia ei muodostuisi riittävästi muodonmuutoksen aikana. Siksi venymäkarkenemisnopeus pysyy alhaisena ja sen seurauksena murtokurouman alkaminen tapahtuu alhaisella venymätasolla. Kuviossa 2 LDX 2101 edustaa stabiilin dupleksisen teräslaadun
- 5 tyypillistä käyttäytymistä alhaisella tasavenymällä. Teräksen B M_{d30} -lämpötila oli $17\text{ }^{\circ}\text{C}$, joka oli riittävän korkea aikaansaamaan martensiitin muodostumista varmistaen korkean murtovenymän. Kuitenkin jos M_{d30} -lämpötila olisi vieläkin matalampi, muodostuisi liian vähän martensiittia ja murtovenymä olisi selvästi matalampi.
- 10
- Kokeiden perusteella kemiallinen koostumus ja termomekaaniset käsittelyt määritetään siten, että tuloksena saatava teräksen M_{d30} -lämpötila-alue on välillä 0 ja $+50\text{ }^{\circ}\text{C}$, mieluummin välillä $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ ja $45\text{ }^{\circ}\text{C}$, mieluiten $20 - 35\text{ }^{\circ}\text{C}$.
- 15 Vetokoetestiaineisto taulukossa 5 osoittaa, että murtovenymä on korkea kaikille keksinnön mukaisille teräksille, kun taas kaupallinen stabiilimman austeniitin omaava niukkaseosteinen dupleksiteräs (LDX 2101) näyttää alhaisempia venymäarvoja, jotka ovat tyypillisiä standardidupleksiteräksille. Kuvio 3a kuvaa austeniitin mitattujen M_{d30} -lämpötilojen vaikutusta sitkeyteen. Käsilläoleville
- 20 esimerkeille optimisitkeys saadaan M_{d30} -lämpötiloilla välillä 10 ja $30\text{ }^{\circ}\text{C}$. Kuviossa 3b on esitetty laskettujen M_{d30} -lämpötilojen vaikutus sitkeyteen.
- Molemmat diagrammit, kuvio 3a ja kuvio 3b, kuvaavat selvästi, että on melkein parabolinen korrelaatio M_{d30} -lämpötila-arvojen ja murtovenymän välillä riippumatta, miten M_{d30} -lämpötila on määritetty. On selvä poikkeama mitattujen ja
- 25 laskettujen M_{d30} -lämpötila-arvojen välillä erityisesti seokselle C. Diagrammit osoittavat, että M_{d30} -lämpötilan haluttu alue on paljon kapeampi kuin laskelmat ennustavat, mikä tarkoittaa, että prosessin ohjaus tarvitsee optimoida paljon paremmin aikaansaamaan haluttu TRIP-efekti. Kuvio 4 osoittaa, että austeniit-
- 30 tipitoisuus optimisitkeysalueille on $50 - 70\%$ käytetyissä esimerkeissä. Kuviossa 5 seoksen A M_{d30} -lämpötila on testattu $40\text{ }^{\circ}\text{C}$:ssa, jolloin mikrorakenteessa

on 18 % martensiittia (harmaa kuvassa) ja noin 30 % austeniittia (musta kuvassa) lopun ollessa ferriittiä (valkoinen kuvassa).

Kuvio 6 esittää seoksen B mikrorakenteita 1050 °C:ssa tapahtuneen hehkutuksen jälkeen. Kuvion 6 faasit ovat ferriitti (harmaa), austeniitti (valkoinen) ja martensiitti (tumman harmaa, jossa on austeniitin (valkoinen) juovia). Kuviossa 6 osa a) kohdistuu referenssimateriaaliin, osa b) kohdistuu huonelämpötilassa suoritettuun M_{d30} -lämpötilakokeeseen, osa c) kohdistuu 40 °C:ssa suoritettuun M_{d30} -lämpötilakokeeseen ja osa d) kohdistuu 60 °C:ssa suoritettuun M_{d30} -lämpötilakokeeseen.

M_{d30} -lämpötilan kontrolli on kriittinen aikaansaamaan korkea muodonmuutosvenymä. On myös tärkeää ottaa huomioon materiaalin lämpötila muodonmuutoksen aikana, kun se suuresti vaikuttaa martensiitin määrään, joka voi muodostua. Aineisto taulukossa 5 ja kuvioissa 3a ja 3b viittaavat kokeisiin huoneenlämpötilassa, mutta vähäistä lämpötilan nousua ei voi välttää adiabaattisen lämmityksen vuoksi. Sen seurauksena alhaisen M_{d30} -lämpötilan omaavat teräkset eivät voi osoittaa TRIP-efektiä, jos muodonmuutos on korotetussa lämpötilassa, kun taas ilmeisesti liian korkean M_{d30} -lämpötilan optimisitkeydelle huoneenlämpötilassa omaavat teräkset osoittavat erinomaista murtovenymää korotetuissa lämpötiloissa. Vetokokeet seoksille A ja C eri lämpötiloissa (taulukko 7) osoittivat seuraavia suhteellisia muutoksia murtovenymässä:

Seos	Lämpötila		
	20 °C	45 °C	65 °C
A	100 %	100 %	85 %
C	100 %	120 %	115 %

Taulukko 7. Vetokokeet seoksille A ja C eri lämpötiloissa

25

Tulokset osoittavat, että alhaisemman M_{d30} -lämpötilan omaava seos A osoittaa vähennystä murtovenymässä korotetussa lämpötilassa, kun taas korkeamman

M_{d30} -lämpötilan omaava seos näyttää nousevaa murtovenymää, kun lämpötila nousee.

Taulukko 6 osoittaa, että kuoppakorrosiokestävyys, ilmaistuna kuoppakorrosiopotentiaalina 1 M NaCl:ssa, on ainakin yhtä hyvä kuin austeniittisen standarditeräksen 304L:n kuoppakorrosiopotentiaali.

Tekniikan taso ei anna riittävää potentiaalia mitoittaa TRIP-efektiä hyödyntäviä dupleksiteräksiä oikein, kun ennustettavuudet teräskäyttämisenä käyttäen vakiintuneita kaavoja ovat epävarmoja ja antavat liian laajoja koostumusalueita ja muita spesifikaatioalueita. Keksinnön mukaisesti niukkaseosteisia dupleksiteräksiä voidaan turvallisimmin mitoittaa ja valmistaa optimisitkeydellä valitsemalla tietyt koostumusalueet ja käyttäen erityismenettelyä, joka sisältää todellisen M_{d30} -lämpötilan mittaamisen ja käyttää erityistä kokeellista tietoa kontrolloimaan valmistusprosesseja. Tämä uusi innovatiivinen lähestymistapa on välttämätöntä voidakseen käyttää todellista TRIP-efektiä korkeasti muokattavissa olevien tuotteiden mitoituksessa. Kuten kuvataan kuviossa 7, työkalupakkikonseptia käytetään siinä, missä mittauksiin perustuvia kokeellisia malleja faasitasapainolle ja austeniitin stabiilisuudelle käytetään valitsemaan seoskoostumukset, jotka ovat kohteena mitoitettun muokattavuuden (austeniittifraktio ja M_{d30} -lämpötila) erityisille lämpömekaanisille käsittelyille. Tällä mallilla on mahdollista mitoittaa austeniitin stabiilisuus antamalla optimimuokattavuus tietylle asiakas- tai ratkaisusovellukselle suuremmalla joustavuudella kuin TRIP-efektiä osoittaville austeniittisille ruostumattomille teräksille. Sellaisille austeniittisille ruostumattomille teräksille ainoa tie säätää TRIP-efektiä on valita toinen sulakoostumus, kun taas esilläolevan keksinnön mukaisesti käyttäen TRIP-efektiä dupleksiseoksessa lämpökäsittely kuten liuosheikutuslämpötila antaa tilaisuuden viimeistellä TRIP-efekti ilman välttämätöntä uuden sulan tuomista.

PATENTTIVAATIMUKSET

1. Menetelmä hyvän muokattavuuden ja korkean venymän omaavan ferriittis-austeniittisen ruostumattoman teräksen valmistamiseksi, **tunnettu** siitä, että
5 ruostumatonta terästä lämpökäsitellään niin, että ruostumattoman teräksen mikrorakenne sisältää 45 – 75 % austeniittia lämpökäsitellyssä tilassa, jäljelle jääneen mikrorakenteen ollessa ferriittiä, ja ruostumattoman teräksen mitattu M_{d30} -lämpötila säädetään välille 0 ja 50 °C hyödyntääkseen faasinmuutoksen indusoivaa plastisuutta (TRIP) parantaen ruostumattoman teräksen muokatta-
10 vuutta.
2. Patenttivaatimuksen 1 mukainen menetelmä, **tunnettu** siitä, että ruostumattoman teräksen M_{d30} -lämpötila mitataan venyttämällä ruostumatonta terästä ja mittaamalla faasimuutetun martensiitin osuus.
15
3. Patenttivaatimuksen 1 tai 2 mukainen menetelmä, **tunnettu** siitä, että lämpökäsittely suoritetaan liuoshehkutuksena.
4. Patenttivaatimuksen 1 tai 2 mukainen menetelmä, **tunnettu** siitä, että läm-
20 pökäsittely suoritetaan korkeataajuisena induktiohehkutuksena.
5. Patenttivaatimuksen 1 tai 2 mukainen menetelmä, **tunnettu** siitä, että läm-
pökäsittely suoritetaan paikallishehkutuksena.
- 25 6. Jonkin edelläolevan patenttivaatimuksen mukainen menetelmä, **tunnettu** siitä, että hehkutus suoritetaan lämpötila-alueella 900 – 1200 °C, mieluummin 1000 – 1150 °C.
7. Jonkin edelläolevan patenttivaatimuksen mukainen menetelmä, **tunnettu** sii-
30 tä, että mitattu M_{d30} -lämpötila säädetään välille 10 ja 45 °C, mieluummin 20 – 35 °C.

8. Jonkin edelläolevan patenttivaatimuksen mukainen menetelmä, **tunnettu** siitä, että ruostumaton teräs sisältää paino-%:na vähemmän kuin 0,05 %C, 0,2-0,7 %Si, 2-5 %Mn, 19-20,5 %Cr, 0,8-1,35 %Ni, vähemmän kuin 0,6 %Mo, vähemmän kuin 1 %Cu, 0,16-0,24 %N, tasaus Fe ja väistämättömiä epäpuhtauksia.
- 5
9. Patenttivaatimuksen 8 mukainen menetelmä, **tunnettu** siitä, että ruostumaton teräs sisältää valinnaisesti yhtä tai useampaa alkuainetta; 0-0,5 %W, 0-0,2 %Nb, 0-0,1 %Ti, 0-0,2 %V, 0-0,5 %Co, 0-50 ppm B, ja 0-0,04 %Al.
- 10
10. Patenttivaatimuksen 8 tai 9 mukainen menetelmä, **tunnettu** siitä, että ruostumaton teräs sisältää väistämättömiä pieniä määriä epäpuhtauksina 0-50 ppm O, 0-50 ppm S ja 0-0,04 %P.
- 15
11. Jonkin edelläolevan patenttivaatimuksen 8 – 10 mukainen menetelmä, **tunnettu** siitä, että ruostumaton teräs sisältää paino-%:na 0,01-0,04 %C.
12. Jonkin edelläolevan patenttivaatimuksen 8 – 10 mukainen menetelmä, **tunnettu** siitä, että ruostumaton teräs sisältää paino-%:na 1,0-1,35 %Ni.
- 20
13. Jonkin edelläolevan patenttivaatimuksen 8 – 10 mukainen menetelmä, **tunnettu** siitä, että ruostumaton teräs sisältää paino-%:na 0,18-0,22 %N.
14. Menetelmä hyödyntää hyvän muokattavuuden ja hyvän venymän omaavaa ferriittis-austeniittista terästä sovellusratkaisuissa, **tunnettu** siitä, että ferriittis-austeniittista terästä lämpökäsittellään M_{d30} -lämpötilaan ja austeniittifraktioon perustuen säätämään faasimuutoksen indusoimaa plastisuusefekti (TRIP) halutulle sovellusratkaisulle.
- 25
15. Patenttivaatimuksen 14 mukainen menetelmä, **tunnettu** siitä, että lämpökäsittely suoritetaan liuoshehkutuksena.
- 30

16. Patenttivaatimuksen 14 mukainen menetelmä, **tunnettu** siitä, että lämpökäsittely suoritetaan korkeataajuisena induktioehkutusena.

17. Patenttivaatimuksen 14 mukainen menetelmä, **tunnettu** siitä, että lämpökäsittely suoritetaan paikallisehkutusena.

PATENTKRAV

1. Förfarande för god formbarhet och hög töjning vid framställning av ferritiskt-austenitiskt rostfritt stål, **kännetecknat** av, att det rostfria stålet värmebehand-
5 las så, att mikrostrukturen för det rostfria stålet innehåller 45 – 75 % austenit i värmebehandlad form, varvid den resterande mikrostrukturen är ferrit och det rostfria stålets uppmätta M_{d30} -temperatur ligger mellan 0 och 50 °C, för att kunna utnyttja fasövergångens inducerade plasticitet (TRIP) och förbättra det rostfria stålets formbarhet.
10
2. Förfarande enligt patentkrav 1, **kännetecknat** av, att det rostfria stålets uppmätta M_{d30} -temperatur mäts genom att töja det rostfria stålet och mäta andelen fasövergången martensit.
15
3. Förfarande enligt patentkrav 1 eller 2, **kännetecknat** av, att värmebehandlingen utförs som upplösningsbehandling.
20
4. Förfarande enligt patentkrav 1 eller 2, **kännetecknat** av, att värmebehandlingen utförs som en högfrekvent induktionsglödning.
25
5. Förfarande enligt patentkrav 1 eller 2, **kännetecknat** av, att värmebehandlingen utförs som lokal glödning.
30
6. Förfarande enligt något av föregående patentkrav, **kännetecknat** av, att glödningen utförs på temperaturområdet 900 – 1200 °C, helst på 1000 – 1150 °C.
35
7. Förfarande enligt något av föregående patentkrav, **kännetecknat** av, att den uppmätta M_{d30} -temperaturen ställs in mellan 10 och 45 °C, helst på 20 – 35 °C.
40
8. Förfarande enligt något av föregående patentkrav, **kännetecknat** av, att det rostfria stålet i vikt-% innehåller mindre än 0,05 %C, 0,2-0,7 %Si, 2-5 %Mn, 19-

20,5 %Cr, 0,8-1,35 %Ni, mindre än 0,6 %Mo, mindre än 1 %Cu, 0,16-0,24 %N, resterande Fe och ofrånkomliga orenheter.

9. Förfarande enligt patentkrav 8, **kännetecknat** av, att det rostfria stålet innehåller alternativt ett eller flera grundämnen; 0-0,5 %W, 0-0,2 %Nb, 0-0,1 %Ti, 0-0,2 %V, 0-0,5 %Co, 0-50 ppm B, och 0-0,04 %Al.

10. Förfarande enligt patentkrav 8 eller 9, **kännetecknat** av, att det rostfria stålet innehåller ofrånkomliga små mängder orenheter av 0-50 ppm O, 0-50 ppm S och 0-0,04 %P.

11. Förfarande enligt något av föregående patentkrav 8 - 10, **kännetecknat** av, att det rostfria stålet i vikt-% innehåller 0,01-0,04 %C.

12. Förfarande enligt något av föregående patentkrav 8 - 10, **kännetecknat** av, att det rostfria stålet i vikt-% innehåller 1,0-1,35 %Ni.

13. Förfarande enligt något av föregående patentkrav 8 - 10, **kännetecknat** av, att det rostfria stålet i vikt-% innehåller 0,18-0,22 %N.

20

14. Förfarande för att utnyttja den goda formbarheten och den goda töjningen av det ferritiskt-austenitiska stålet i applikationslösningar, **kännetecknat** av, att det ferritiskt-austenitiska stålet värmebehandlas vid uppmätt M_{d30} -temperatur och på basen av den austenitiska fraktionen justeras fasövergångens inducerade plasticiteteffekt (TRIP) för önskad applikationslösning.

15. Förfarande enligt patentkrav 14, **kännetecknat** av, att värmebehandlingen utförs som upplösningsbehandling.

16. Förfarande enligt patentkrav 14, **kännetecknat** av, att värmebehandlingen utförs som en högfrekvent induktionsglödning.

17. Förfarande enligt patentkrav 14, **kännetecknat** av, att värmebehandlingen utförs som en lokal glödning.

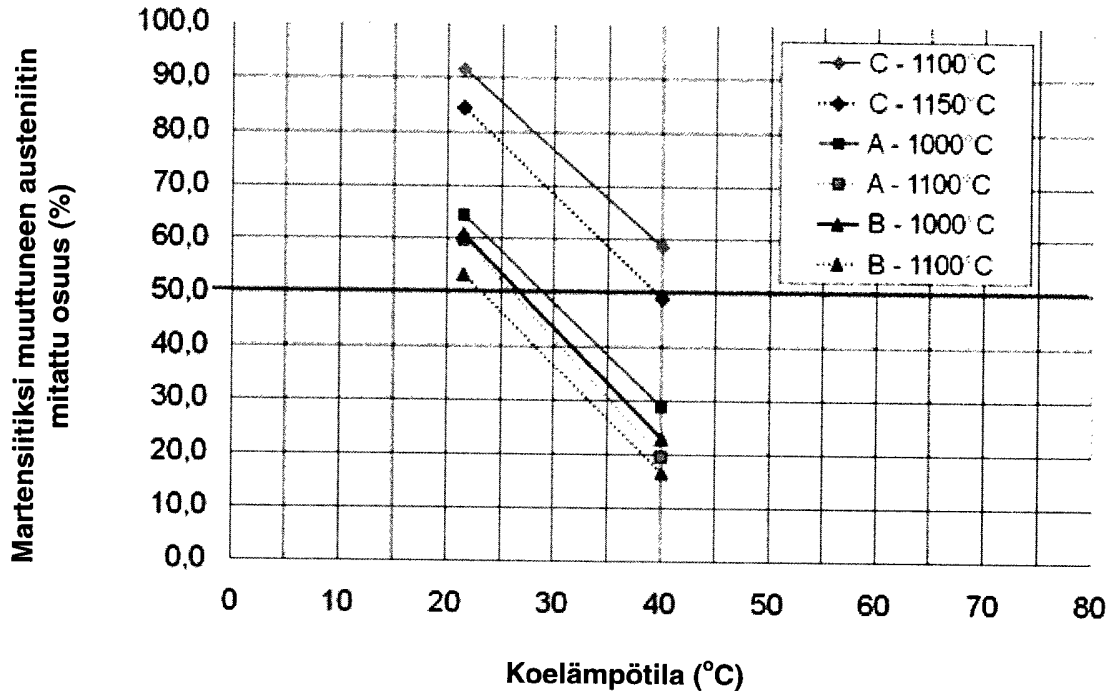


FIG. 1

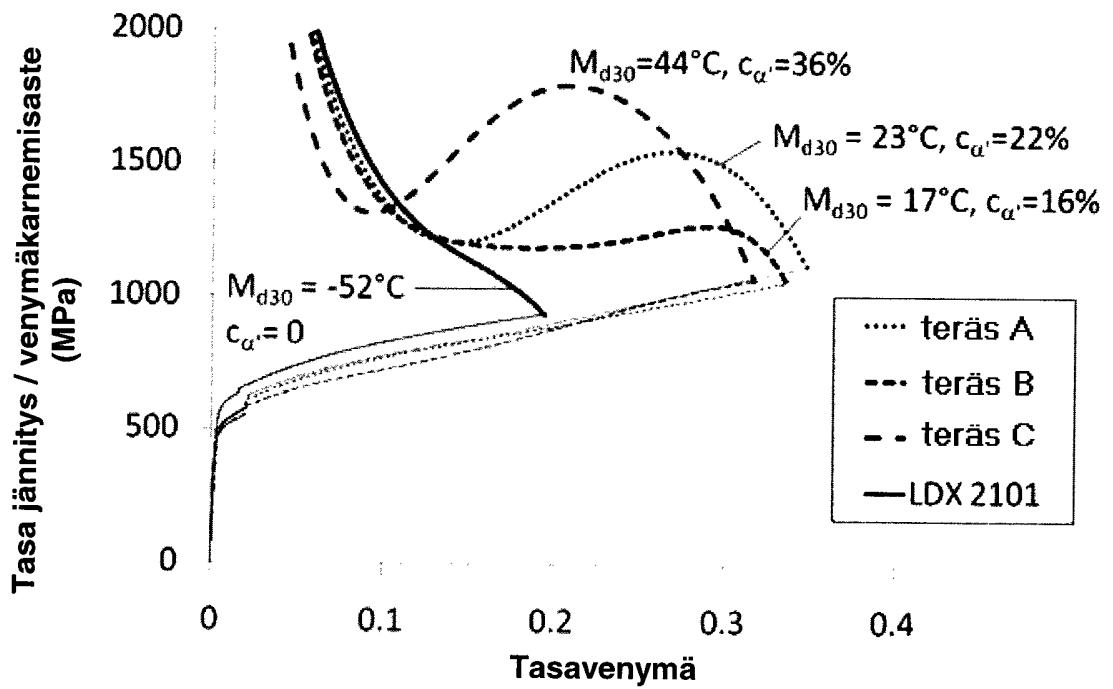


FIG. 2

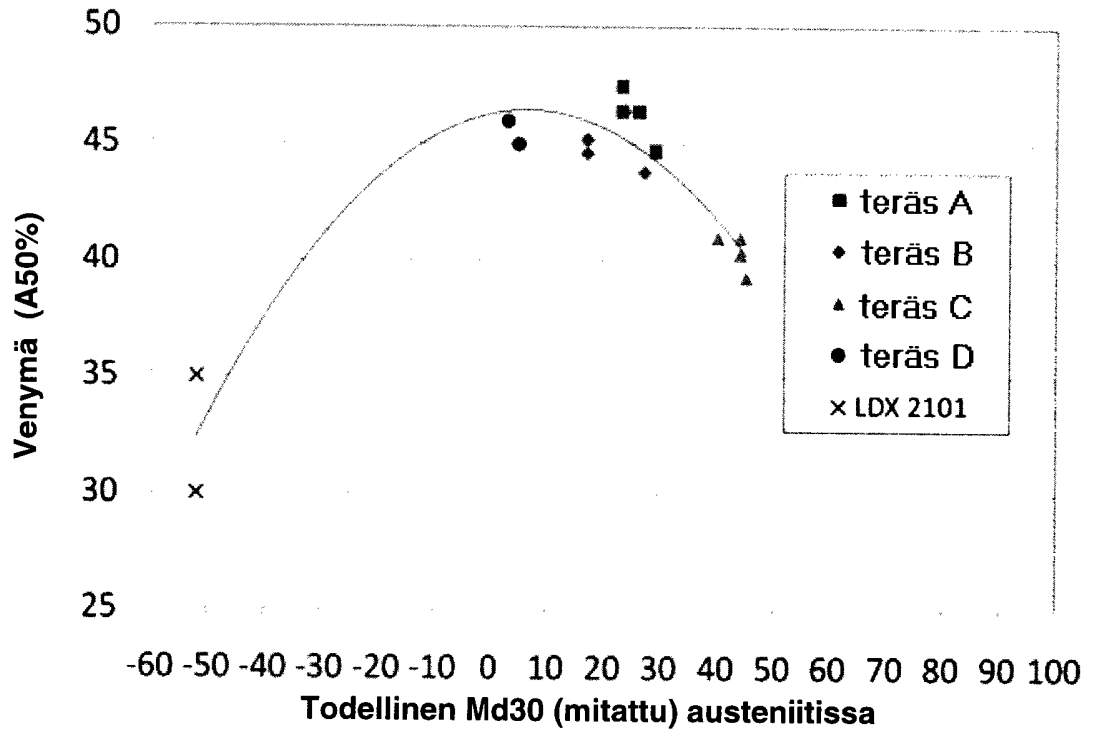


FIG. 3a

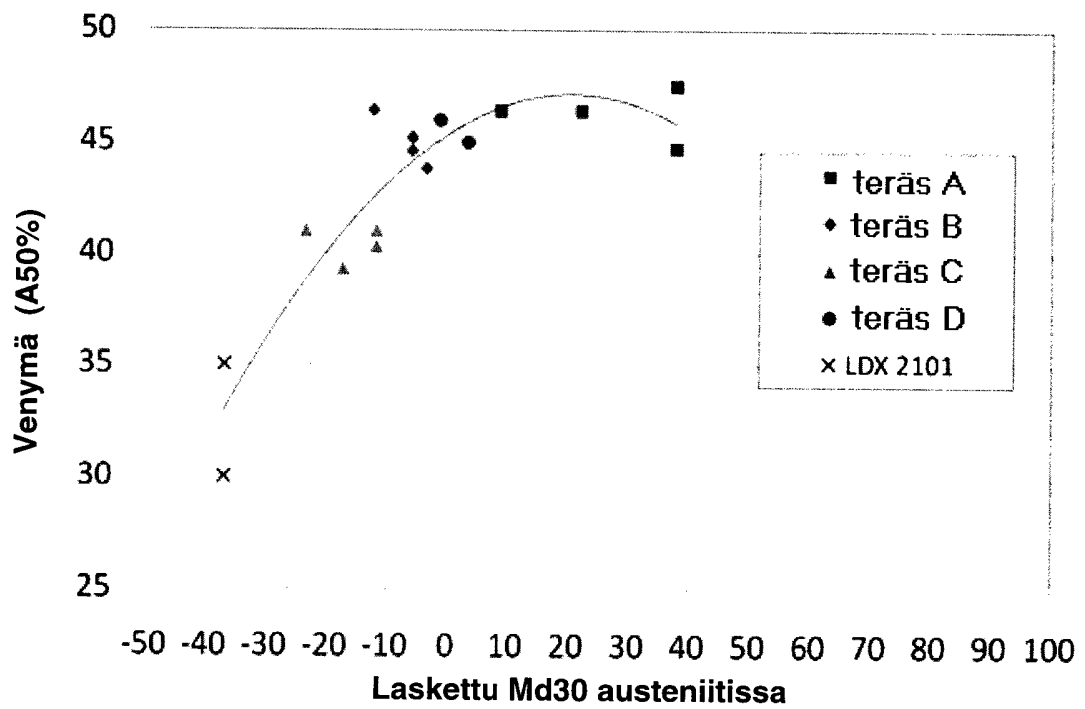


FIG. 3b

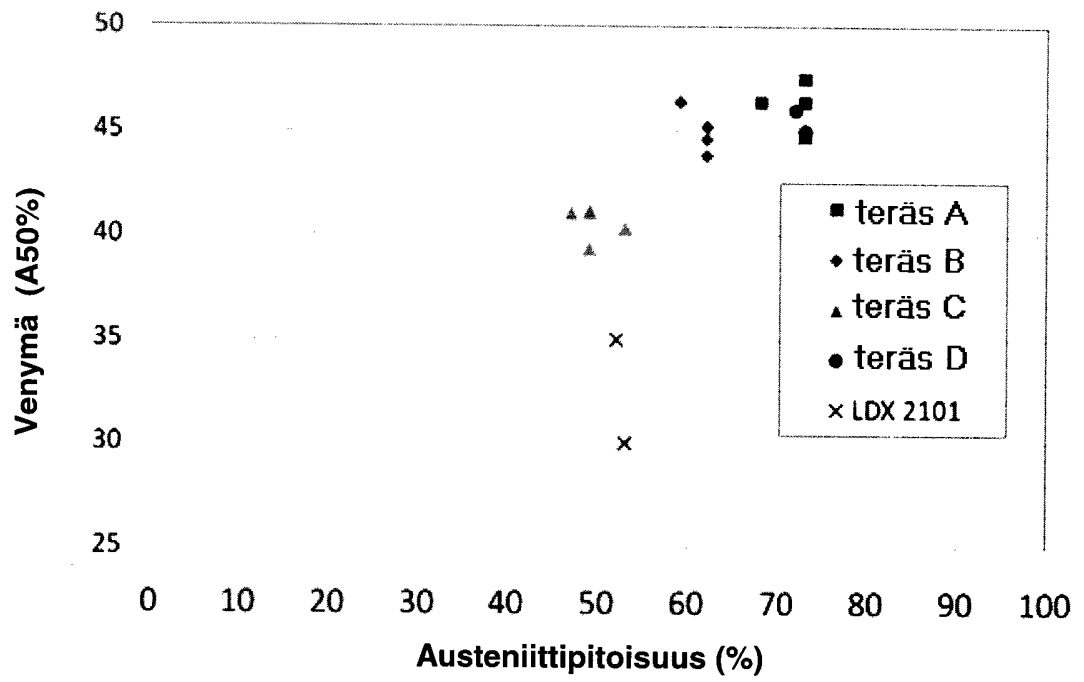


FIG. 4



FIG. 5

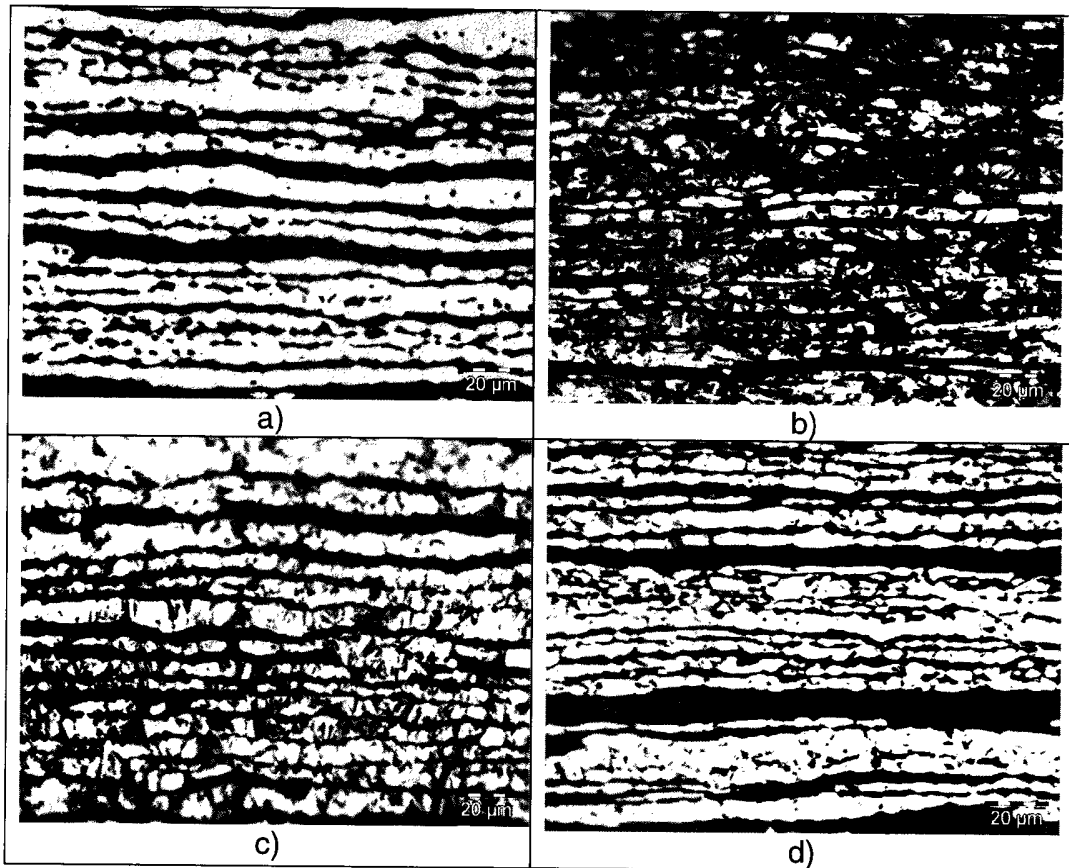


FIG. 6

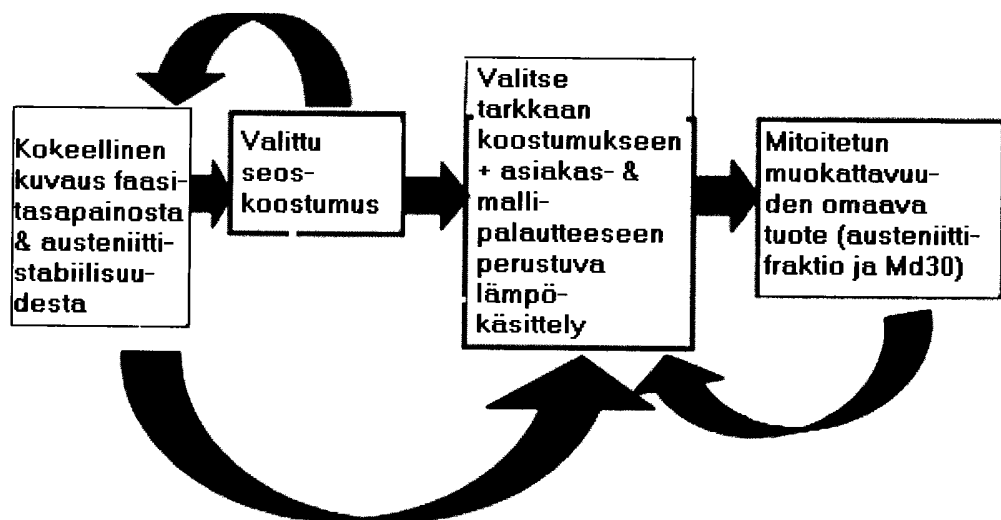


FIG. 7